

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-316782

(43)Date of publication of application : 16.11.2001

(51)Int.Cl. C22C 45/02
H01F 1/153

(21)Application number : 2000-289491 (71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD
INOUE AKIHISA

(22)Date of filing : 22.09.2000 (72)Inventor : KENMOTSU HIDETAKA
CHIN HORYU
KOSHIBA HISATO
MIZUSHIMA TAKAO
IGARASHI KAZUSATO
FUKUMURA HIROAKI
INOUE AKIHISA

(30)Priority

Priority number : 2000054811 Priority date : 29.02.2000 Priority country : JP

(54) AMORPHOUS SOFT MAGNETIC ALLOY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an amorphous soft magnetic alloy having excellent soft magnetic properties, particularly having saturation magnetization higher than that of the conventional one, and further excellent in the thermal stability of magnetic properties.

SOLUTION: An amorphous soft magnetic alloy in which the temperature spacing ΔT_x of a supercooled liquid expressed by the formula of $\Delta T_x = T_x - T_g$ (wherein, T_x is a crystallization starting temperature, and T_g is a glass transition temperature) is $\geq 20K$, Fe, Ga and one or more kinds of elements Q selected from P, C, Si and B are at least provided, and the main phase is composed of an amorphous phase is adopted.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 22.08.2003

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration] withdrawal

[Date of final disposal for application] 10.12.2004

55

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-316782

(P2001-316782A)

(43) 公開日 平成13年11月16日 (2001. 11. 16)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テーマコード(参考)

C 2 2 C 45/02

C 2 2 C 45/02

A 5 E 0 4 1

H 0 1 F 1/153

H 0 1 F 1/14

C

審査請求 未請求 請求項の数18 O L (全 25 頁)

(21) 出願番号 特願2000-289491(P2000-289491)

(22) 出願日 平成12年9月22日(2000. 9. 22)

(31) 優先権主張番号 特願2000-54811(P2000-54811)

(32) 優先日 平成12年2月29日(2000. 2. 29)

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(出願人による申告) 国等の委託研究の成果に係わる特許出願(平成12年度新エネルギー・産業技術総合開発機構「スーパーメタルの技術開発(ナノ・アモルファス構造制御材料の開発)」委託研究、産業活力再生特別措置法第30条の適用を受けるもの)

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(71) 出願人 591112625

井上 明久

宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川内住宅11-806

(72) 発明者 釧物 英貴

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74) 代理人 100064908

弁理士 志賀 正武 (外6名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 非晶質軟磁性合金

(57) 【要約】

【課題】 優れた軟磁気特性を示し、特に飽和磁化が従来のもものよりも高く、更に磁気特性の熱的安定性に優れた非晶質軟磁性合金を提供する。

【解決手段】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が 20 K 以上であって、Fe と、Ga と、P、C、Si、B のうちの 1 種以上の元素 Q を少なくとも具備してなり、非晶質相を主相とすることを特徴とする非晶質軟磁性合金を採用する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Feと、Gaと、P、C、Si、Bのうちの1種以上の元素Qとを具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなることを特徴とする非晶質軟磁性合金。

【請求項2】 下記の組成式で表されることを特徴とする請求項1に記載の非晶質軟磁性合金。



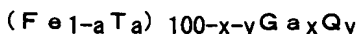
ただし、TはCo、Niのいずれか一方または両方であり、QはP、C、Si、Bのうちの1種以上の元素であり、組成比を示すa、x、yは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 50$ 原子%である。

【請求項3】 前記組成比を示すa、x、yが、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 5 原子% $\leq y \leq 50$ 原子%であることを特徴とする請求項2に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項4】 前記組成比を示すa、x、yが、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq y \leq 35$ 原子%であることを特徴とする請求項2に記載の非晶質軟磁性合金。

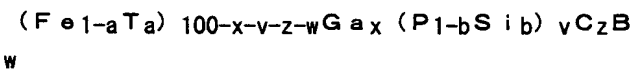
【請求項5】 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上であって、Feと、Gaと、P、C、Si、Bのうちの1種以上の元素Qとを具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなることを特徴とする非晶質軟磁性合金。

【請求項6】 下記の組成式で表されることを特徴とする請求項5に記載の非晶質軟磁性合金。



ただし、TはCo、Niのいずれか一方または両方であり、QはP、C、Si、Bのうちの1種以上の元素であり、組成比を示すa、x、yは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 50$ 原子%である。

【請求項7】 下記の組成式で表されることを特徴とする請求項5に記載の非晶質軟磁性合金。



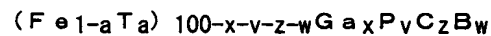
ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa、b、x、v、z、wは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $0 < b \leq 0.8$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【請求項8】 前記組成比を示すa、b、x、v、z、wが、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.35$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることを特徴とする請求項7に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項9】 前記組成比を示すa、b、x、v、z、wが、 $0 \leq a \leq 0.1$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、

0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq v \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることを特徴とする請求項7に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項10】 下記の組成式で表されることを特徴とする請求項5に記載の非晶質軟磁性合金。

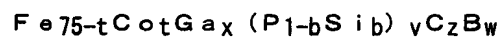


ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa、x、v、z、wは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【請求項11】 前記組成比を示すa、x、v、z、wが、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることを特徴とする請求項10に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項12】 前記組成比を示すa、x、v、z、wが、 $0 \leq a \leq 0.1$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq v \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることを特徴とする請求項10に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項13】 下記の組成式で表されることを特徴とする請求項5に記載の非晶質軟磁性合金。



ただし、組成比を示すb、t、x、v、z、wは、 $0 < b \leq 0.8$ 、 0 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【請求項14】 前記組成比を示すb、t、x、v、z、wが、 $0.1 \leq b \leq 0.35$ 、 5 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることを特徴とする請求項13に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項15】 前記組成比を示すb、t、x、v、z、wが、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 7.5 原子% $\leq t \leq 12.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq v \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることを特徴とする請求項13に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項16】 下記の組成式で表されることを特徴とする請求項5に記載の非晶質軟磁性合金。



ただし、組成比を示すt、x、v、z、wは、 0 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【請求項17】 前記組成比を示すt、x、v、z、wが、 5 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子%

$\leq z \leq 9$ 、5原子%、2原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることを特徴とする請求項16に記載の非晶質軟磁性合金。

【請求項18】 前記組成比を示す t 、 x 、 v 、 z 、 w が、7.5原子% $\leq t \leq 12$ 、5原子%、0.5原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、10原子% $\leq v \leq 15$ 、5原子%、0.5原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、4原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることを特徴とする請求項16に記載の非晶質軟磁性合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、非晶質軟磁性合金に関するものであり、特に、過冷却液体の温度間隔を有し、従来よりも飽和磁化が高く熱的安定性に優れた非晶質軟磁性合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来から多元合金のある種のは、合金溶湯を急冷することにより非晶質相を形成し、これらは非晶質合金を形成するものとして知られている。また、この種の非晶質軟磁性合金のうち、特定の合金組成のものは、結晶化の前の過冷却液体の状態においてある広い温度領域を有し、これらはいわゆる金属ガラス合金(glassy alloy)を構成するものとして知られている。

【0003】また非晶質合金には軟磁気特性を示すものがあるが、特に金属ガラス合金は優れた軟磁気特性を示すとともに、液体急冷法で製造した非晶質合金の帯に比べてはるかに厚いバルク状の合金を形成できることも知られている。このような金属ガラス合金としては、例えば従来、 $TM-AI-Ga-P-C-B-Si$ 系等(TM は Fe 、 Co 、 Ni 等の遷移金属元素)の組成であって過冷却液体の温度間隔を有するものが知られている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかし、従来知られている金属ガラス合金については、飽和磁化において満足する特性が得られていないため、各種の磁気素子等に適用する場合に大きな制約があった。そこで従来から、高い飽和磁化を有する金属ガラス合金あるいは非晶質軟磁性合金の研究開発が進められていた。

【0005】本発明は上記事情に鑑みてなされたものであって、優れた軟磁気特性を示し、特に飽和磁化が従来のもよりも高く、更に磁気特性の熱的安定性に優れた非晶質軟磁性合金を提供することを目的とする。

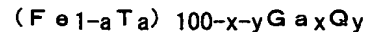
【0006】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明の非晶質軟磁性合金は、 Fe と、 Ga と、 P 、 C 、 Si 、 B のうちの1種以上の元素 Q とを具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなることを特徴とする。

【0007】係る非晶質軟磁性合金によれば、磁性を示す Fe と、非晶質形成能を有する元素 Q を具備している

ので、非晶質相を主相とするとともに軟磁気特性を示す非晶質軟磁性合金を構成することが可能となり、また Ga は同時にキュリー温度を高める作用があるので、各種磁気特性の熱的安定性が高い非晶質軟磁性合金を構成することが可能になる。

【0008】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であり、下記の組成式で表されることを特徴とするものである。



ただし、 T は Co 、 Ni のいずれか一方または両方であり、 Q は P 、 C 、 Si 、 B のうちの1種以上の元素であり、組成比を示す a 、 x 、 y は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 50$ 原子%である。

【0009】また、前記組成比を示す a 、 x 、 y は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、5原子% $\leq y \leq 50$ 原子%の範囲であることがより好ましい。更に、前記組成比を示す a 、 x 、 y は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、0.5原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、7原子% $\leq y \leq 35$ 原子%の範囲であることが更に好ましい。

【0010】かかる非晶質軟磁性合金によれば、 Fe と元素 T と Ga と元素 Q が上記の組成範囲であるので、優れた軟磁気特性と各種磁気特性の熱的安定性を発現することが可能になる。

【0011】次に、本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。)の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上であって、 Fe と、 Ga と、 P 、 C 、 Si 、 B のうちの1種以上の元素 Q とを具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなることを特徴とする。

【0012】係る非晶質軟磁性合金は、20K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有する金属ガラス合金であるので、溶湯を冷却して非晶質相を形成させる際に、比較的遅い冷却速度でも非晶質相を形成させることができ、帯よりも肉厚なバルク状の合金とすることが可能になる。また、磁性を示す Fe と、非晶質形成能を有する元素 Q を具備してなるので、非晶質相を主相とするとともに、 Ga を具備してなることから、非晶質相の熱的安定性を高めることができる。また、 Fe と Ga と元素 Q とを具備してなるので、軟磁気特性を示す非晶質軟磁性合金を容易に構成することが可能となり、また Ga はキュリー温度を高める作用があるので、各種磁気特性の熱的安定性が高い非晶質軟磁性合金を構成することが可能になる。

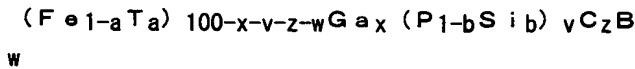
【0013】また本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であって、下記の組成式で表されることを特徴とする。



ただし、 T は Co 、 Ni のいずれか一方または両方であり、 Q は P 、 C 、 Si 、 B のうちの1種以上の元素であ

り、組成比を示す a 、 x 、 y は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 50$ 原子%である。

【0014】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であって、下記の組成式で表されることを特徴とする。

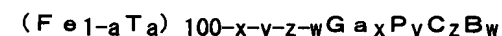


ただし T は Co 、 Ni のいずれか一方または両方であり、組成比を示す a 、 b 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $0 < b \leq 0.8$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0015】前記組成比を示す a 、 b 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.35$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq y \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましい。また、前記組成比を示す a 、 b 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 \leq a \leq 0.1$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0016】かかる非晶質軟磁性合金によれば、 Fe と元素 T と Ga と元素 Q が上記の組成範囲であるので、優れた軟磁気特性と各種磁気特性の熱的安定性を発現することが可能になる。

【0017】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であって、下記の組成式で表されることを特徴とする。

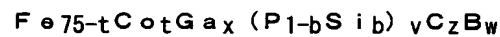


ただし T は Co 、 Ni のいずれか一方または両方であり、組成比を示す a 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0018】前記組成比を示す a 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq y \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましい。また、前記組成比を示す a 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 \leq a \leq 0.1$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0019】上記組成の非晶質軟磁性合金は、元素 Q のうち Si を除いたものであるが、この組成であっても優れた軟磁気特性と各種磁気特性の熱的安定性を発現することが可能になる。

【0020】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であって、下記の組成式で表されることを特徴とする。

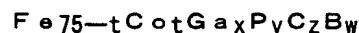


ただし、組成比を示す b 、 t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0 < b \leq 0.8$ 、 0 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0021】前記組成比を示す b 、 t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0.1 \leq b \leq 0.35$ 、 5 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq y \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましい。また、前記組成比を示す b 、 t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 7.5 原子% $\leq t \leq 12.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0022】かかる非晶質軟磁性合金によれば、磁性を担う元素である Fe と Co の合計量を 75 原子%なので、軟磁気特性をより向上させることが可能になる。また、 Co の組成比を上記の範囲にすることにより、合金の非晶質形成能がより向上するので、比較的大型のバルク体や、従来にはない大きな厚さの厚板材を得ることが可能になる。

【0023】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、先に記載の非晶質軟磁性合金であって、下記の組成式で表されることを特徴とする。



ただし、組成比を示す t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 0 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 $x \leq 20$ 原子%、 $y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0024】前記組成比を示す t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 5 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq y \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましい。また、前記組成比を示す t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 7.5 原子% $\leq t \leq 12.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0025】かかる非晶質軟磁性合金によれば、磁性を担う元素である Fe と Co の合計量を 75 原子%なので、軟磁気特性をより向上させることが可能になる。また、 Co の組成比を上記の範囲にすることにより、合金の非晶質形成能がより向上するので、比較的大型のバルク体や、従来にはない大きな厚さの厚板材を得ることが可能になる。なお、上記組成の非晶質軟磁性合金は、元素 Q のうち Si を除いたものであるが、この組成であっても優れた軟磁気特性と各種磁気特性の熱的安定性を発現することが可能になる。

【0026】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を図面を参照して説明する。本発明の非晶質軟磁性合金は、Feと、Gaと、P、C、Si、Bのうちの1種以上の元素Qとを具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなるものである。また本発明の非晶質軟磁性合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし T_x は結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が20K以上であって、Feと、Gaと、前記の元素Qを具備してなり、非晶質相を主相とする組織からなるものである。

【0027】本発明の非晶質軟磁性合金は、磁性を示すFeと、Gaと、Gaと同様に非晶質形成能を有する元素Qを具備しているので、非晶質相を主相とするともに優れた軟磁気特性を示すものである。またこの非晶質軟磁性合金の中には、20K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示すものがあり、これはいわゆる金属ガラス合金とよばれるもので、組成によっては ΔT_x が40K以上、さらには50K以上という顕著な温度間隔を有し、これまでの知見から知られる他の合金からは全く予期されないものであり、軟磁性についても室温で優れた特性を有しており、これまでの知見に見られない全く新規なものである。

【0028】本発明の非晶質軟磁性合金は、非晶質相を主相とする組織からなるので、保磁力が小さくなって優れた軟磁気特性を示す。また本発明の非晶質軟磁性合金は、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が大きいために、熔融状態から冷却するとき、結晶化開始温度 T_x の低温側に広い過冷却液体領域を有し、結晶化することなく温度の低下に伴ってこの過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x を経過したときに、ガラス遷移温度 T_g に至って非晶質相を容易に形成する。従って、冷却速度が比較的遅くても十分に非晶質相を形成することが可能であり、例えば鋳造法や射出成形法によって非晶質相組織を主体として形状が比較的大きなバルク状の成形体を得ることができ、過かに実用性に優れたものとなる。更に本発明の非晶質軟磁性合金は、従来のFe-Si-B系の非晶質軟磁性合金に比べて大きなキュリー温度を示し、優れた熱的安定性を有するものである。

【0029】上記の非晶質軟磁性合金の一例として、Feを主成分とし、Gaと元素Qとを含有したものを挙げることができる。元素Qとしては、P、B、C、Siのうちの1種以上の元素が用いられるが、この元素QはSiを除いたP、B、Cのうちの少なくとも1種以上の元素であっても良い。

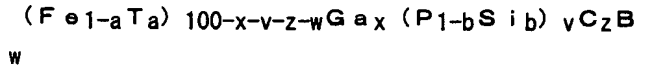
【0030】本発明の非晶質軟磁性合金は、例えば次の組成式で表すことができる。



ただし、TはCo、Niのいずれか一方または両方であり、QはP、C、Si、Bのうちの1種以上の元素であり、組成比を示すa、x、yは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、x

≤ 20 原子%、 $y \leq 50$ 原子%である。

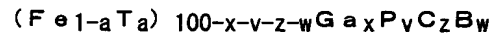
【0031】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、以下の組成式で表すこともできる。



ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa、b、x、v、z、wは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $0 < b \leq 0.8$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0032】前記組成比を示すa、b、x、v、z、wは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.35$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましく、 $0 \leq a \leq 0.1$ 、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq v \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0033】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、以下の組成式で表すこともできる。



ただしTはCo、Niのいずれか一方または両方であり、組成比を示すa、x、v、z、wは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0034】前記組成比を示すa、x、v、z、wは、 $0 \leq a \leq 0.15$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましく、 $0 \leq a \leq 0.1$ 、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq v \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

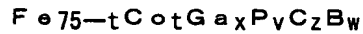
【0035】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、以下の組成式で表すこともできる。



ただし、組成比を示すb、t、x、v、z、wは、 $0 < b \leq 0.8$ 、 0 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 $x \leq 20$ 原子%、 $v \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0036】前記組成比を示すb、t、x、v、z、wは、 $0.1 \leq b \leq 0.35$ 、 5 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq v \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましく、 $0.1 \leq b \leq 0.28$ 、 7.5 原子% $\leq t \leq 12.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq v \leq 15.5$ 原子%、 0.5 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0037】また、本発明の非晶質軟磁性合金は、以下の組成式で表すこともできる。



ただし、組成比を示す t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 0 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0 原子% $\leq x \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 10$ 原子%、 1 原子% $\leq w \leq 20$ 原子%である。

【0038】前記組成比を示す t 、 x 、 y 、 z 、 w は、 5 原子% $\leq t \leq 17.5$ 原子%、 0 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 7 原子% $\leq y \leq 20$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 9.5$ 原子%、 2 原子% $\leq w \leq 14$ 原子%であることがより好ましく、 7.5 原子% $\leq t \leq 12.5$ 原子%、 0 原子% $\leq x \leq 15$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 15.5$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 6$ 原子%、 4 原子% $\leq w \leq 11$ 原子%であることが更に好ましい。

【0039】従来から非晶質軟磁性合金の1種として、 Fe-Al-Ga-C-P-Si-B 系の金属ガラス合金が知られている。この従来の組成系の金属ガラス合金は、 Fe に非晶質形成能を有する Al 、 Ga 、 C 、 P 、 Si 及び B を添加したものである。この従来の非晶質軟磁性合金に対して本発明の非晶質軟磁性合金は、 Fe と Ga と元素 Q とを含有したもので、従来の組成系から Al を除去し、 Fe 量を増加させることなくこの Al の代わりに Ga を増加させたものであり、従来においては必須元素であると考えられてきた Al を除去しても非晶質相を形成することが確認され、更には過冷却液体の温度間隔 ΔT_x をも発現することが見出された。

【0040】 Ga は、本発明の非晶質軟磁性合金に必須の元素であり、特に Ga の組成比 x を 20 原子%以下とすることにより、非晶質軟磁性合金の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を 20K 以上にすることができる。また Ga は、 Fe との間での混合エンタルピーが負であり、 Fe よりも原子半径が大きく、更に Fe よりも原子半径が小さい P 、 B 、 Si とともに用いることにより、結晶化し難く、非晶質構造の熱的に安定化した状態となる。更に Ga は非晶質軟磁性合金のキュリー温度を高め、各種磁気特性の熱安定性を向上させることができる。 Ga の組成比 x は、 20 原子%以下であることが好ましく、 0 原子%以上 15 原子%以下であることがより好ましい。組成比 x が 20 原子%を越えると、 Fe 量が相対的に低下して飽和磁化が低下し、また過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が消失するので好ましくない。

【0041】 Fe は磁性を担う元素であって、 Ga と同様に本発明の非晶質軟磁性合金に必須の元素である。また、 Fe の一部を Co 、 Ni のいずれか一方または両方の元素 T で置換しても良い。この場合、上記の組成式中の組成比 a で示すように、 Fe の組成比の 20 原子%以下、より好ましくは 15% 以下の範囲で Fe を元素 T に置換することが好ましい。

【0042】また、 Fe の一部を Co で置換するとともに、 Fe と Co の合計量を 75 原子%とし、更に Co の量を Fe の 17.5 原子%以下の範囲とすることがより好ましい。

Co は、 Fe とともに磁性を担う元素であって合金の飽和磁化を向上させる。また Co には合金の非晶質形成能を高める作用がある。この場合、 Co の組成比 t を 17.5 原子%以下の範囲にすると、合金の融点 T_m が低下し、これにより非晶質形成能の程度を表す換算ガラス化温度(T_g/T_m (T_g はガラス遷移温度、 T_m は融点(いずれも絶対温度)))が高くなって非晶質形成能が向上する。従って、急冷速度が比較的に低速でも組織全体を非晶質相とすることができ、従来では得られなかった大型のバルク体や、厚板材が得られる。

【0043】また、 Co の組成比 t は、 5 原子%以上 17.5 原子%以下の範囲とすることがより好ましく、 7.5 原子%以上 12.5 原子%以下の範囲とすることが更に好ましい。 Co の組成比 t を上記の範囲とすることにより、合金の融点 T_m をより低下させて非晶質形成能を向上でき、飽和磁化も向上できる。

【0044】元素 Q は非晶質形成能を有する元素であり、 Fe と Ga に元素 Q を添加して多元系とすることにより、 Fe と Ga のみの2元系の場合と異なり安定して非晶質相が形成される。元素 Q の組成比 y は、 50 原子%以下であることが好ましく、 7 原子%以上 35 原子%以下であることがより好ましい。組成比 y が 50 原子%を越えると、 Fe 量が相対的に低下して飽和磁化が低下するので好ましくない。

【0045】元素 Q のなかでも P は特に非晶質形成能が高いので、この P を必ず含み、それ以外の B 、 C 、 Si のうちのいずれか1種以上を含むようにすると、組織の全体が非晶質相になるとともに過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が発現しやすくなる。また P と Si を同時に添加すると、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x をより向上させて非晶質単相となるバルクの大きさを増大できる。

【0046】 P と Si を同時に添加する場合は、 P と Si の合計量を示す組成比 v を 20 原子%以下とすることが好ましく、 8 原子%以上 19 原子%以下とすることがより好ましく、 9.5 原子%以上 15.5 原子%以下とすることが最も好ましい。 P と Si の合計量を示す組成比 v が上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させ、非晶質単相となるバルクの大きさを増大できる。

【0047】 P と Si を同時に添加した場合の Si と P との比を表す組成比 b は、組成比 v が 20 原子%以下のときに $0 < b \leq 0.8$ とすることが好ましく、組成比 v が 8 原子%以上 19 原子%以下のときに $0.1 \leq b \leq 0.35$ とすることが好ましく、組成比 v が 9.5 原子%以上 15.5 原子%以下のときに $0.1 \leq b \leq 0.28$ とすることが好ましい。組成比 b が 0.8 を越えると Si の量が過剰になり、過冷却液体領域 ΔT_x が消滅するおそれがあるので好ましくない。なお、このときの非

晶質軟磁性合金におけるSiの濃度を示すと、好ましい場合に16原子%以下、より好ましい場合に0.8原子%以上6.65原子%以下、最も好ましい場合に0.95原子%以上4.34原子%以下となる。

【0048】PとSiの組成比をb、vを上記の範囲とすれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させ、非晶質単相となるバルクの大きさを増大させることができる。

【0049】なおSiの組成比eを0としてもよい。即ち、元素Qを、P、B、Cのうちのいずれか1種以上の元素としてもよい。この場合のPの組成比vは、20原子%以下とすることが好ましく、8原子%以上19原子%以下とすることがより好ましく、9.5原子%以上15.5原子%以下とすることが最も好ましい。Pの組成比vが上記の範囲であれば、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を向上させ、非晶質単相となるバルクの大きさを増大させることができる。

【0050】またCの組成比zは、0原子%以上10原子%以下であることが好ましく、0原子%以上9原子%以下であることがより好ましく、1原子%以上7原子%以下であることが最も好ましい。更にBの組成比wは、2原子%以上20原子%以下であることが好ましく、2原子%以上10原子%以下であることがより好ましく、4原子%以上10原子%以下であることが最も好ましい。

【0051】また、上記の組成に、Geが4原子%以下含有されていてもよく、Nb、Mo、Hf、Ta、W、Zr及びCrのうち少なくとも1種以上が0~7原子%含有されていてもよい。これらのいずれの場合の組成においても、本発明においては、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は、35K以上、組成によっては50K以上が得られる。また上記の組成で示される元素の他に不可避免的不純物が含まれていてもよい。

【0052】本発明に係る非晶質軟磁性合金は、溶製してから鑄造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールによる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいは高圧ガス噴霧法によって、もしくは射出成形法によって、バルク状、リボン状、線状体、粉末等の種々の形状として製造される。特に、単ロール法等の急冷法や、鑄造法あるいは射出成形法によって、従来公知の非晶質軟磁性合金の場合に比べて10倍以上の厚さと径の大きさの非晶質軟磁性合金を得ることができる。

【0053】これらの方法により得られた前記の組成の非晶質軟磁性合金は、室温において磁性を有し、また熱処理により、より良好な磁性を示す。このため優れたSoft magnetic特性(軟磁気特性)を有する材料として各種の応用に有用なものとなる。なお、製造方法について付言すると、合金の組成、そして製造のための手段と製品の大きさ、形状等によって、好適な冷却速度が決まる

が、通常は1~10⁴K/s程度の範囲を目安とすることができる。そして実際には、ガラス相(glassy phase)に結晶相としてのFe₃B、Fe₂B、Fe₃P等の相が析出するかどうかを確認することで決めることができる。

【0054】上記の非晶質軟磁性合金の製造方法の一例として、成形金型を用いた射出成形法について説明する。この射出成形法は、上述の組成からなる金属ガラス合金の溶湯を、溶湯ノズルから成形金型の円環状のキャビティに射出し、キャビティ内で溶湯を冷却固化して円環状の射出成形体を製造するというもので、溶湯をキャビティの外周型面の接線方向から射出するというものである。

【0055】図1及び図2に本発明に係る成形金型の一例を示す。この成形金型21は、シート40を管状に丸めてなる円管体41と上型25と下型26とからなる。上型25が下型26の分割面29に接すると共に、上型25の凸部27が下型26の切欠部28に嵌合して、上型25と下型26の相対位置がずれないように固定され、円管体41が上型25を貫通する孔20に挿入されている。

【0056】下型26の分割面29のほぼ中央には凹部22が設けられている。凹部22は浅い丸穴とされている。また、分割面29には、スプルー23及び湯口24が設けられている。スプルー23は、図1及び図2に示すように、凹部22に連通すると共に、凹部22の周壁面22aの接線方向に向けて延在している。また、凹部22とスプルー23の深さはほぼ同一とされている。湯口24はスプルー23と連通し、下型26の側壁面に開口している。また、円管体41が孔20に挿入されて、円管体41の先端41aが凹部22の底面22bのほぼ中央に当接し、これにより円管体41の周面41bと凹部22の周壁面22aが同心円を構成する関係となつて、図2に示す略円環状のキャビティAが形成される。従つて、凹部22の周壁面22aがキャビティAの外径を決める外周型面を構成し、円管体41の周面41bがキャビティAの内径を決める内周壁面を構成する関係となる。尚、外周型面(周壁面22a)が円環状の射出成形体の外周面を成形し、内周型面(周面20b)が射出成形体の内周面を成形する。

【0057】円管体41は図1に示すように、例えば略矩形のシート40を管状に丸めたもので、シート40の両端42、43が重なるように丸められてなるものである。シート40は、丸められた状態で上型25の孔20に挿入され、孔20の内面20aにより管状に支持されて円管体41とされる。従つてこの円管体41は、シート40の両端42、43を互いに接合させて固定することなく管状に維持されるため、両端42、43が互いに摺動自在とされており、円管体41の径が縮小自在とされている。このようにして、キャビティAの内径が縮小

するように構成されている。

【0058】シート40は、金属ガラス合金の溶湯と反応することがなく、溶湯の温度（1273～1623 K）より融点が高く、かつ熱伝導率が高いものであればどのようなものでも良く、例えば、Cu（銅）、Al（アルミニウム）、Au（金）、Ag（銀）、Pt（白金）等からなる金属箔や、カーボンシート等であっても良いが、特に銅箔からなることが好ましい。また、熱膨張係数が金属ガラス合金と同等であれば、成形金型内に流入する金属ガラス合金溶湯の熱により同じように膨張、収縮するのでより好ましい。

【0059】また図2に示すように、キャビティAの周壁面22a（外周型面）の一部が切り欠けられてスプルー23が連結されている。スプルー23は、その一方の側面23aが凹部22の周壁面22a（外周型面）に接続され、この接続部分における周壁面22aの接線方向に向けて側面23aが延在している。また周壁面22aは、スプルー23の他方の側面23bとも接続しており、この他方の側面23bは一方の側面23aと離間かつ平行になるように形成されている。そしてこの他方の側面23bの延長線（図示破線23c）が、円管体41の周面41bの接線となるように構成されている。このようにしてスプルー23がキャビティAの接線方向に延在している。なお、スプルー23の延在方向は、キャビティAの接線方向に完全に一致させることが好ましいが、接線方向から多少ずれた方向に延在していてもよい。

【0060】上述の成形金型21を用いて射出成形体を製造するには、まず図1及び図2に示すように、上型25を下型26に嵌合し、上型25の孔20に円管体41を挿入してキャビティAを形成した後、上記組成の非晶質軟磁性合金の溶湯が充填された溶湯ノズル31を湯口24当接させる。次に、図示しないガス供給源から不活性ガスを供給して溶湯を溶湯ノズル31から射出する。射出された溶湯は、湯口24及びスプルー23を通過してキャビティAに侵入する。スプルー23がキャビティAの周壁面22aの接線方向に延在しているので、射出された溶湯は、周壁面22aの接線方向からキャビティAに侵入し、分流することなく図示矢印Z方向に向けて移動してキャビティA内に充填される。

【0061】そして溶湯は、キャビティA内及びスプルー23内で冷却固化されて円環状に成形される。ここで図2に示すように、溶湯の射出前における円管体41の径は r_1 とされているが、溶湯が冷却固化された際に起きる体収縮によって、円管体41を構成するシート40の両端42、43が互いに摺動するか、あるいは円管体41が中心方向に圧縮応力を受けて潰されながら変形することにより、その径が縮小して r_2 （ $r_1 > r_2$ ）となる。このようにして図3に示すような、非晶質相を主体とする射出成形前駆体51が形成される。

【0062】射出成形前駆体51は、キャビティAにより成形された円環状のキャビティ成形部52と、スプルー23により成形されたスプルー成形部53とからなり、このスプルー成形部53を除去することにより、円環状の非晶質軟磁性合金からなる射出成形体11が得られる。

【0063】溶湯の酸化による溶湯ノズル31の溶湯詰まりの発生を防止するためには、成形金型21への溶湯の射出を低酸素温度の雰囲気で行うことが好ましく、不活性ガス雰囲気または真空雰囲気にて行うことがより好ましい。また、溶湯の温度は、金属ガラス合金の融点を T_m としたときに、 $(T_m - 100) K \sim (T_m + 300) K$ の範囲とすることが好ましく、 $T_m K \sim (T_m + 100) K$ の範囲とすることがより好ましい。溶湯の温度が $(T_m - 100) K$ 未満であると溶湯射出口32で溶湯が詰まるおそれがある上、液体状態の不安定な過冷却液体状態で成形金型内に流入することにより結晶化するおそれがあり、また溶湯を $(T_m + 300) K$ 以上にしてもそれに見合う効果が得られないからである。更に、溶湯の射出圧力は、 $29 \sim 490 kPa$ であることが好ましく、 $98 \sim 294 kPa$ であることがより好ましい。射出圧力が $29 kPa$ 未満であるとキャビティA全体に溶湯を充填することができなくなるので好ましくなく、射出圧力が $490 kPa$ を越えると成形金型21の上型25と下型26の接合部分から溶湯が漏出するおそれがあり、また射出成形体に応力が残留するおそれがあるためである。また金属ガラス合金の融点 T_m は、例えばFe70Ga7Pt11.61Cr3.27B6.24Si1.88の組成の場合、1282 Kである。

【0064】また、本発明の非晶質軟磁性合金はGaを必ず含み、そのため非晶質形成能が高いので、双ロール法により厚板材を製造することができる。特に、合金組成を限定したものについては、双ロール法によって、より非常に大きな厚さの厚板材を製造することができる。例えば、上記のFe75-tCo-tGa-x(P1-bS-i-b)vCzBwなる組成、あるいはFe75-tCo-tGa-xPvCzBwなる組成の合金は、非晶質形成能を向上させるCo及びGaを必ず含むので、双ロール法により従来にはない厚さの厚板材を製造できる。双ロール法は、冷却面を有する2つの冷却ロールを、各冷却面同士が所定の間隔をもって対向させて配置した状態で、各冷却ロールを回転させた状態で冷却面同士の間に合金溶湯を噴出し、合金溶湯を2つの冷却面によって急冷し、急冷帯を形成するというもので、冷却面が2つある点で公知の単ロール法と比較して冷却速度が高く、そのため単ロール法の場合よりも大きな厚さの急冷厚板材が得られる。

【0065】また本発明の非晶質軟磁性合金は、Gaを必ず含むために合金溶湯の粘度が比較的低く、溶湯を冷却面の間に噴出させても合金溶湯が詰まることがなく、合金の厚板材を連続して製造することができる。特に、

上記の2つの組成の非晶質軟磁性合金は、Coを必ず含むために非晶質形成能が高く、双ロール法により220 μ m以上、場合によっては300 μ m以上の厚さの非晶質軟磁性合金の厚板材を得ることができる。

【0066】上記の非晶質軟磁性合金は、磁性を示すFeと、Gaと、非晶質形成能を有する元素Qを具備しているので、非晶質相を主相とするとともに軟磁気特性を示す非晶質軟磁性合金を構成することができ、またGaはキュリー温度を高める作用があるので、各種磁気特性の熱的安定性が高い非晶質軟磁性合金を構成できる。

【0067】また上記の非晶質軟磁性合金は、20K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有する金属ガラス合金であるので、溶湯を冷却して非晶質相を形成させる際に、比較的遅い冷却速度でも非晶質相を形成させることができ、薄帯よりも肉厚なバルク状の合金とすることができる。特に合金の溶湯を用いて鑄造法や射出成形法を適用することにより、バルク状の鑄造体や射出成形体を構成できる。

【0068】

【実施例】（実験例1：非晶質軟磁性合金の物性調査）
Fe及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気

下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、種々の組成のインゴットを作製した。このインゴットをるつぼ内に入れて溶解し、減圧Ar雰囲気下でるつぼのノズルから回転しているロールに溶湯を吹き出して急冷する単ロール法により、幅1mm、厚さ20 μ mの実施例1～実施例17の非晶質軟磁性合金の薄帯を得た。また、比較例1として、Fe₇₀Al₅Ga₂P_{9.65}C_{5.75}B_{4.6}Si₃なる組成のAlが添加された非晶質軟磁性合金の薄帯を製造した。

【0069】得られた軟磁性金属ガラス合金の薄帯の組成を表1に示す。また、実施例1～17の非晶質軟磁性合金について、X線回折法により結晶構造の解析を行った。結果を図4及び図5に示す。更に、実施例14及び比較例1の非晶質軟磁性合金について、DSC測定（Differential scanning calorimetry：示差走査熱量測定）を行った。DSC測定の上昇速度は0.67K/秒とした。結果を図6及び表2に示す。また、実施例14と比較例1の非晶質軟磁性合金について、飽和磁化（ σ_s ）、保磁力（ H_c ）及び透磁率（ μ_e ）を測定した。結果を表2にあわせて示す。

【0070】

【表1】

	合金組成
実施例1	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{5.57} B _{5.09} Si _{3.45}
実施例2	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.11} C _{9.13} B _{4.45} Si _{3.31}
実施例3	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.94} C _{5.57} B _{6.41} Si _{3.08}
実施例4	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.64} C _{3.14} B _{5.09} Si _{4.13}
実施例5	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.55} C _{5.57} B _{2.79} Si _{4.09}
実施例6	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.46} C _{9.08} B _{1.64} Si _{3.82}
実施例7	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.91} C _{3.36} B _{8.12} Si _{3.59}
実施例8	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{0.97} B _{9.69} Si _{3.45}
実施例9	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.49} C _{0.97} B _{7.39} Si _{4.15}
実施例10	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{0.97} B _{5.09} Si _{4.74}
実施例11	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{3.27} B _{2.79} Si _{4.74}
実施例12	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{2.12} B _{8.54} Si _{3.45}
実施例13	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.52} C _{2.37} B _{6.03} Si _{4.08}
実施例14	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{11.61} C _{3.27} B _{6.24} Si _{1.88}
実施例15	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.05} C _{4.68} B _{8.34} Si _{3.93}
実施例16	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.36} C _{3.53} B _{10.64} Si _{3.47}
実施例17	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.65} C _{1.23} B _{12.46} Si _{3.66}

【0071】

【表2】

	σ_s ($\text{Wb} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1}$)	H_c (Am^{-1})	$\mu_a (\times 10^3)$	ΔT_x	T_g/T_m
実施例14	191×10^{-6}	5.7	7.3	60	0.58
比較例1	176×10^{-6}	2.0	19.8	60	0.59

【0072】図4及び図5から明らかなように、実施例1～17の非晶質軟磁性合金の薄帯のX線回折パターンはブロードなパターンを示しており、本発明の非晶質軟磁性合金は、非晶質相を主体とする組織を有していることがわかる。

【0073】また、図6及び表2から明らかなように、本発明の実施例14の非晶質軟磁性合金のDSC曲線には、740Kにガラス遷移によるガラス遷移温度 T_g が認められ、800Kに結晶化による結晶化開始温度 T_x が観察される。また、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は60Kであった。更にガラス遷移温度 T_g と融点 T_m の比である T_g/T_m は0.58であった。また、図6から明らかなように、比較例1の非晶質軟磁性合金のDSC曲線においても、740Kにガラス遷移温度 T_g が認められ、800Kに結晶化開始温度 T_x が観察され、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は60Kであった。更にガラス遷移温度 T_g と融点 T_m の比である T_g/T_m は0.59であった。

【0074】以上のことから、実施例14の非晶質軟磁性合金は、Alが添加されていないにもかかわらず、結晶化温度 T_x 以下の広い温度領域で過冷却液体域が存在し、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される値が大きく、金属ガラス合金であることが分かる。また実施例14の非晶質軟磁性合金の T_g/T_m は比較例1の T_g/T_m とほぼ同等な値を示しており、この T_g/T_m の値は合金の非晶質形成能を示す指標でありことから、実施例14の非晶質軟磁性合金はAlが添加されていないにもかかわらず比較例1の非晶質軟磁性合金とほぼ同等の高い非晶質形成能を有していることが分かる。従ってFe、Ga、P、C、BおよびSiからなる合金であっても、非晶質形成能が高く、20K以上の広い過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示すことがわかる。

【0075】また表2に示すように実施例14の非晶質軟磁性合金は、比較例1の非晶質軟磁性合金よりも飽和磁化が高く、優れた磁気特性を示していることが分かる。

【0076】(実験例2：熱物性及び磁気特性のGa量の依存性調査) 実験例1と同様にして、種々の組成のインゴットを溶解して溶湯とし、減圧Ar雰囲気下で回転しているロールにこの溶湯を吹き出して急冷することにより、幅1mm、厚さ20 μm のFe_{80-x}Ga_xP₁₂C₄B₄(ただしx=0、1、2、3、4、5)なる組成の

非晶質軟磁性合金の薄帯を得た。

【0077】得られた非晶質軟磁性合金についてDSC測定を行った。DSC測定の昇温速度は0.67K/秒とした。結果を図7に示す。また、得られた非晶質軟磁性合金について、保磁力(H_c)及び磁歪定数(λ_s)並びに飽和磁化(σ_s)を測定した。結果を図8及び図9に示す。なお、保磁力(H_c)の測定はBHループトレーサで行い、飽和磁化(σ_s)の測定はVSMで行った。

【0078】図7から明らかなように、Gaの組成比xの増加に伴って、キュリー温度 T_c 、ガラス遷移温度 T_g および結晶化開始温度 T_x が上昇していることが分かる。従って、Gaの組成比xの増加により、キュリー温度 T_c が高くなって各種磁気特性の熱安定性が向上すると考えられる。また、Gaの組成比xの増加に伴うガラス遷移温度 T_g の上昇によって、ガラス遷移温度 T_g と合金の融点 T_m との温度差が小さくなり、溶湯を急冷する際の急冷速度を比較的小さくしても非晶質相が容易に形成するものと考えられる。

【0079】次に図8に示すように、保磁力(H_c)及び磁歪定数(λ_s)は、Gaの組成比xの増加による顕著な変化は見られず、これらの磁気特性のGaの組成比x依存性は小さいものと考えられる。一方図9に示すように飽和磁化(σ_s)は、Gaの組成比xの増加によって徐々に低下していることが分かる。これは、Gaの組成比xの増加に伴って相対的にFeの組成比が低下したため、磁性を担うFeの濃度が低下したためと推定される。ただし、Gaの組成比が5原子%の場合であっても $182 \times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} / \text{kg}$ 程度の高い飽和磁化を示しており、優れた磁気特性を示している。

【0080】(実験例3：物性及び磁気特性のC、P、Si、Bの組成依存性調査) 実験例1と同様にして、種々の組成のインゴットを溶解して溶湯とし、減圧Ar雰囲気下で回転しているロールにこの溶湯を吹き出して急冷することにより、幅1mm、厚さ20 μm の実施例1～実施例17の非晶質軟磁性合金の薄帯を得た。これらの非晶質軟磁性合金の薄帯の組成は、表1に示した組成と全く同一である。

【0081】得られた非晶質軟磁性合金について、DSC測定(Differential scanning calorimetry: 示差走査熱量測定)を行い、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x 、キュリー温度 T_c 及び融点 T_m を測定するとともに、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 、 T_g/T_m を求め

た。DSC測定の変温速度は0.67K/秒とした。図10にガラス遷移温度 T_g の組成依存性、図11に結晶化開始温度 T_x の組成依存性、図12に過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性、図13に融点 T_m の組成依存性、図14に T_g/T_m の組成依存性、図15にキュリー温度 T_c の組成依存性をそれぞれ示す。また得られた非晶質軟磁性合金について、VSMにより飽和磁化(σ_s)を測定した。結果を図16に示す。また、表3に、各実施例の非晶質軟磁性合金のガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x 、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を示し、表4に、各実施例の非晶質軟磁性合金の融点 T_m 、 T_g/T_m 、

T_m 、キュリー温度 T_c 及び飽和磁化(σ_s)を示す。

【0082】なお、図10～図16の三角組成図中のプロットの添え数字は、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x 、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 、融点 T_m 、 T_g/T_m 、キュリー温度 T_c 、飽和磁化(σ_s)の値をそれぞれ示すものである。また、図10～図16の三角組成図には、等温線若しくは等高線を記入しており、先のプロットの添え数字よりも小さい大きさの添え数字はこれらの等温線若しくは等高線の値を示すものである。

【0083】

【表3】

	合金組成	$T_g(K)$	$T_x(K)$	$\Delta T_x(K)$
実施例1	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{5.57} B _{5.09} Si _{3.45}	730	790	47
実施例2	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.11} C _{9.13} B _{4.45} Si _{3.31}	731	769	38
実施例3	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.94} C _{5.57} B _{6.41} Si _{3.08}	752	791	51
実施例4	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.64} C _{3.14} B _{5.09} Si _{4.13}	739	800	58
実施例5	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.55} C _{5.57} B _{2.79} Si _{4.09}	732	769	39
実施例6	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.46} C _{9.08} B _{1.64} Si _{3.82}	722	749	28
実施例7	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.91} C _{3.38} B _{8.12} Si _{3.59}	750	804	54
実施例8	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{0.97} B _{9.69} Si _{3.45}	750	805	55
実施例9	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.49} C _{0.97} B _{7.39} Si _{4.15}	752	801	49
実施例10	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{0.97} B _{3.09} Si _{4.74}	753	784	46
実施例11	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{3.27} B _{2.79} Si _{4.74}	750	798	48
実施例12	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{2.12} B _{8.54} Si _{3.45}	746	803	57
実施例13	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.52} C _{2.37} B _{6.03} Si _{4.08}	749	802	53
実施例14	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{11.61} C _{3.27} B _{6.24} Si _{1.88}	740	800	60
実施例15	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.05} C _{4.69} B _{8.34} Si _{3.93}	752	798	46
実施例16	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.36} C _{3.53} B _{10.64} Si _{3.47}	765	808	43
実施例17	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.65} C _{1.23} B _{12.46} Si _{3.66}	767	808	41

【0084】

【表4】

	合金組成	$T_m(K)$	T_g/T_m	$T_c(K)$	$\sigma_s(\times 10^{-6} \text{Wb} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1})$
実施例1	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{5.57} B _{5.09} Si _{3.45}	1315	0.57	655	176
実施例2	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.11} C _{9.13} B _{4.45} Si _{3.31}	1322	0.55	632	187
実施例3	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.94} C _{5.57} B _{6.41} Si _{3.08}	1334	0.56	661	195
実施例4	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.64} C _{3.14} B _{5.09} Si _{4.13}	1282	0.58	650	189
実施例5	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.55} C _{5.57} B _{2.79} Si _{4.09}	1285	0.57	631	186
実施例6	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.46} C _{9.08} B _{1.64} Si _{3.82}	1287	0.55	630	176
実施例7	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{7.91} C _{3.38} B _{8.12} Si _{3.59}	1226	0.61	660	195
実施例8	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{0.97} B _{9.69} Si _{3.45}	1217	0.60	655	196
実施例9	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.49} C _{0.97} B _{7.39} Si _{4.15}	1224	0.61	636	187
実施例10	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{0.97} B _{3.09} Si _{4.74}	1281	0.58	612	109
実施例11	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{12.2} C _{3.27} B _{2.79} Si _{4.74}	1221	0.60	652	193
実施例12	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{8.89} C _{2.12} B _{8.54} Si _{3.45}	1221	0.60	652	193
実施例13	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{10.52} C _{2.37} B _{6.03} Si _{4.08}	1282	0.58	640	193
実施例14	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{11.61} C _{3.27} B _{6.24} Si _{1.88}	1282	0.58	645	190
実施例15	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{6.05} C _{4.69} B _{8.34} Si _{3.93}	1353	0.55	665	201
実施例16	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.36} C _{3.53} B _{10.64} Si _{3.47}	1417	0.56	641	192
実施例17	Fe ₇₀ Ga ₇ P _{5.65} C _{1.23} B _{12.46} Si _{3.66}	1412	0.54	663	192

【0085】図10よりガラス遷移温度 T_g は、Bの増加に伴って上昇しており、 T_g の750Kの等温線がBの組成比wの1.5～10.5原子%の範囲にある。また図11より結晶化開始温度 T_x は、 T_g の場合と同様にBの増加に伴って上昇しており、 T_x の800Kの等温線がBの組成比wの4.5～10.5原子%の範囲にある。そして図12に示すように、図10に示す T_g の750Kの等温線と、図11に示す T_x の800Kの等温線とに囲まれた範囲が、 ΔT_x の50Kの等温線の範囲に相当し、この範囲内で過冷却液体の温度間隔 ΔT_x が50Kを超えており、特にFe70Ga7P11.61C3.27B6.24Si1.88なる組成の実施例14の合金において ΔT_x が60Kを示していることがわかる。

【0086】次に図13より、1300Kの等温線を境に(P+Si)量の小さい側で T_m が最大で1417Kを示し、1300Kの等温線より(P+Si)量が多い側で T_m が小さくなり、特に(P+Si)が11～14.5原子%、Cが0.5～3.5原子%、Bが7.5～10.5原子%の範囲にある1230Kの等温線内で T_m が1217～1226Kとなっている。この1230Kの等温線の範囲内の組成が合金の共晶状態の組成に近いものであると考えられる。このように、図13に示した三角組成図の範囲内の組成で T_m に200K程度の差があることから、この系の非晶質軟磁性合金では組成に対して融点 T_m が敏感であることがわかる。

【0087】次に図14に示す T_g/T_m の組成依存性は、 T_m の組成に対する鋭敏性を反映したものとなっており、(P+Si)が11～14.5原子%、Cが0.5～3.5原子%、Bが7.5～10.5原子%の範囲である $T_g/T_m=0.60$ の等高線の範囲内で T_g/T_m が大きくなっている。 T_g/T_m が大きくなるということは、融点 T_m とガラス遷移温度 T_g の温度差が小さくなることになるので、この範囲の組成の合金では、冷却速度を低くしても非晶質相が形成されやすく、いわゆる臨界冷却速度が小さくなる。また、 $T_g/T_m=0.60$ の等高線の大部分の範囲は、図12に示した ΔT_x の50K

の等温線の範囲に重複し、このことから上記の範囲の組成の合金が非晶質形成能に極めて優れていることが分かる。

【0088】次に図15に示すようにキュリー温度 T_c は、(P+Si)量が小さくなるにつれて高くなっていることがわかる。また図16に示すように飽和磁化(σ_s)は、図15のキュリー温度 T_c と同様に(P+Si)量が小さくなるにつれて高くなっていることがわかる。特に(P+Si)量が14.5原子%以下で飽和磁化(σ_s)が $186 \times 10^{-6} (\text{Wb} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1})$ 以上となり、高い飽和磁化(σ_s)を示すことが分かる。

【0089】(実験例4：鑄造体の製造) Fe及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金、B及びSiを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、Fe75Ga5P12C4B4なる組成のインゴットを作製した。このインゴットをるつぽ内で溶解して溶湯とし、この溶湯を減圧Ar雰囲気下でるつぽのノズルから回転しているロールに吹き出して急冷し、幅1mm、厚さ20 μm の実施例18の非晶質軟磁性合金の薄帯を得た。

【0090】また上記のインゴットをるつぽ内で溶解して溶湯とし、この溶湯を鑄造型に流し込んで冷却することにより、非晶質軟磁性合金からなる実施例19～20の鑄造体を得た。実施例19は、長さ25mm、太さ0.5mmの断面視円形の線状の鑄造体であり、実施例20は長さ35mm、太さ1mmの断面視円形の線状の鑄造体であった。

【0091】得られた実施例18～20の非晶質軟磁性合金について、X線回折法により結晶構造の解析を行った。結果を図17に示す。また、実施例18と実施例20の非晶質軟磁性合金について、飽和磁化(σ_s)、保磁力(H_c)、磁歪定数(λ_s)、ガラス遷移温度 T_g 、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 及び T_g/T_m を測定した。結果を表5に示す。

【0092】

【表5】

	σ_s ($\text{Wb} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1}$)	H_c (Am^{-1})	$\lambda_s(10^{-6})$	T_g (K)	ΔT_x (K)	T_g/T_m
実施例18	175×10^{-6}	1.6	19.6	731	37	0.61
実施例20	166×10^{-6}	—	—	731	37	0.61

【0093】図17から明らかなように、実施例18～20の非晶質軟磁性合金のX線回折パターンはブロードなパターンを示しており、これらの非晶質軟磁性合金は、非晶質相を主体とする組織を有していることがわかる。特に実施例19及び実施例20のように鑄造法で製造した場合であっても、非晶質相を主体とする組織を有しており、上記の組成の合金が高い非晶質形成能を有していることがわかる。

【0094】また表5から明らかなように、鑄造体である実施例20の非晶質軟磁性合金は、急冷薄帯である実施例18の非晶質軟磁性合金とほぼ同等の飽和磁化(σ_s)、保磁力(H_c)、磁歪定数(λ_s)、ガラス遷移温度 T_g 、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 及び T_g/T_m を有していることがわかる。従って本発明の非晶質軟磁性合金は、鑄造法により得られたバルク状の鑄造体であっても、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有しており、しかも

飽和磁化 (σ_s) が高いことがわかる。

【0095】(実験例5: 射出成形体の製造) Fe及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金、B、Siを原料としてそれぞれ所定量秤量して混合し、混合した原料を溶解して溶湯とし、この溶湯を図1に示す成形金型のキャビティに射出成形して冷却することにより、図3に示すような円環状の非晶質軟磁性合金の射出成形体(実施例21、22)を製造した。得られた射出成形体の大きさは、外径6mm、内径4mm、厚さ1mmであった。また、得られた射出成形体の組成は、Fe70Ga7P10.49C3.45B5.75Si3.31であった。実施例21及び実施例22の射出成形体について、X線回折により結晶構造解析を行った。結果を図18に示す。

【0096】また、上記の溶湯を減圧Ar雰囲気下でるつぽのノズルから回転しているロールに吹き出して急冷し、幅1mm、厚さ20 μ mの実施例23の非晶質軟磁性合金の薄帯を得た。実施例21の射出成形体と実施例23の薄帯について、DSC測定(Differential scanning calorimetry: 示差走査熱量測定)を行った。実施例23の結果を図19に、実施例21の結果を図20にそれぞれ示す。

【0097】図18から明らかなように、実施例21及び実施例22の射出成形体のX線回折パターンはブロードなパターンを示している。従ってこれらの非晶質軟磁性合金は、たとえ射出成形法により得られたバルク状の

射出成形体であっても非晶質相を主体とする組織を有しており、上記の組成の合金が高い非晶質形成能を有していることがわかる。

【0098】また図19に示すように、実施例23の薄帯のDSC曲線には、740Kにガラス遷移によるガラス遷移温度 T_g が認められ、800Kに結晶化による結晶化開始温度 T_x が観察される。また650Kにキュリー温度 T_c による吸熱ピークが観察される。また $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は60Kであった。また、図20に示すように、実施例21の射出成形体のDSC曲線には、744Kにガラス遷移によるガラス遷移温度 T_g が認められ、802Kに結晶化による結晶化開始温度 T_x が観察される。また649Kにキュリー温度 T_c による吸熱ピークが観察される。また $\Delta T_x = T_x - T_g$ で示される過冷却液体の温度間隔 ΔT_x は59Kであった。

【0099】また、実施例21の射出成形体と実施例23の薄帯について、磁界800A/mw印加した時の磁束密度 B_{800} 、残留磁束密度 B_r 、保磁力 H_c を測定した。更に、実施例21の射出成形体に真空中において温度673Kにて30分間の熱処理を施し、その後再び磁束密度 B_{800} 、残留磁束密度 B_r 、保磁力 H_c を測定した。これらの結果を表6に示す。

【0100】

【表6】

		磁束密度 $B_{800}(T)$	残留磁束密度 $B_r(T)$	保磁力 $H_c(A/m)$
実施例21	熱処理前	0.69	0.33	3.3
	熱処理後	1.24	0.55	3.0
実施例23		1.06	0.52	6.5

【0101】表6に示すように実施例21の射出成形体は優れた軟磁気特性を示し、更に熱処理を施すことにより作製時に試料中に導入された応力が緩和され、実施例23の急冷薄帯を上回る軟磁気特性を示した。以上のことから本発明の非晶質軟磁性合金は、射出成形法により得られたバルク状の射出成形体であっても、過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有しており、高い非晶質形成能を有していることがわかる。

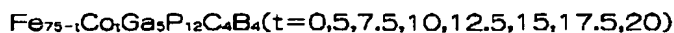
【0102】(実験例6: Coの添加効果の確認) Fe、Co及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金及びBを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、種々の組成のインゴットを作製した。このインゴットをるつぽ内に入れて溶解し、減圧Ar雰囲気下でるつぽのノズルから回転しているロールに溶湯を吹き出して急冷する単ロール法により、Fe75-tCo-tGa5P12C4B4

(ただし $t=0, 5, 7.5, 10, 12.5, 15, 17.5, 20$)なる組成の幅1mm、厚さ20 μ mの非晶質軟磁性合金の薄帯を得た。

【0103】得られた非晶質軟磁性合金の薄帯について、DSC測定(示差走査熱量測定)を行い、キュリー温度 T_c 、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x 及び過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を求めた。DSC測定の昇温速度は0.67K/秒とした。また、熔融状態の合金を降温速度0.033K/sの条件で徐冷しつつDTA測定(示差熱分析)を行うことにより、融点 T_m を求めた。結果を図21、図22及び表7に示す。また、得られた非晶質軟磁性合金の薄帯について、飽和磁化 I_s 及び保磁力 H_c を測定した。結果を表2にあわせて示す。また、 $I-H$ 曲線を図23に示す。

【0104】

【表7】



	Co組成比,t(原子%)							
	0	5	7.5	10	12.5	15	17.5	20
飽和磁化, I_s (T)	1.28	1.33	1.3	1.3	1.29	1.29	1.2	1.15
保磁力, H_c (A/m)	1.6	2.4	3.6	3.2	3.0	3.2	3.3	3.5
キュリー温度, T_c (K)	622	630	646	642	648	650	626	593
ガラス遷移温度, T_g (K)	731	737	726	727	727	727	730	737
結晶化開始温度, T_x (K)	768	767	766	772	771	771	771	772
$\Delta T_x (=T_x - T_g)$ (K)	37	40	40	45	44	44	41	35
融点, T_m (K)	1198	1273	1264	1200	1219	1217	1241	1238
換算ガラス化温度(T_g/T_m)	0.61	0.57	0.575	0.606	0.597	0.597	0.588	0.595

【0105】図21から明らかなように、 $\text{Fe}_{75-t}\text{Co}_t\text{Ga}_5\text{P}_{12}\text{C}_4\text{B}_4$ なる組成の薄帯の融点は、Co量が10原子%のときに最も低くなり、Co量が10原子%から増減するにつれて融点 T_m が高くなっていることがわかる。そして、合金の非晶質形成能の指標となる換算ガラス化温度 T_g/T_m は、Coが10原子%のときに0.606を示しており、高い非晶質形成能を有していることがわかる。なお、Coが0原子%の合金でも0.61の換算ガラス化温度 T_g/T_m を示しており、非晶質形成能が優れているように見えるが、このCoが10原子%の合金のキュリー温度 T_c は622Kを示し、他の合金に比べてキュリー温度 T_c が低くなっており、熱的安定性に劣ることがわかる。即ち、Coの添加により、キュリー温度 T_c が上昇して熱的安定性が向上し、非晶質形成能が高くなる。

【0106】また、 ΔT_x については、Coが5~17.5原子%の範囲の合金で ΔT_x が40K以上を示し、Coが7.5を越えて15原子%までの範囲の合金で ΔT_x が44K以上を示しており、優れた非晶質形成能を示すことがわかる。

【0107】次に、軟磁気特性については、Coが0~15原子%の範囲で飽和磁化 I_s が1.28~1.3Tを示しており、比較的高い飽和磁化 I_s を示すことがわかる。これは、磁性を担う元素であるFeとCoの合計量が75原子%と比較的高濃度であるためと考えられる。また、保磁力 H_c については、いずれの合金も3.6A/m以下であり、軟磁気特性に優れていることがわかる。

【0108】以上より、Coの組成比が5~17.5原子%の範囲の合金は40K以上の ΔT_x を示しており、非晶質形成能が高いことがわかる。また、Coの組成比が7.5~12.5原子%の範囲の合金は、飽和磁化 I_s 、保磁力 H_c 、キュリー温度 T_c 、 ΔT_x 及び T_g/T_m がいずれも優れた値を示しており、熱的安定性、非晶質形成能及び軟磁気特性に優れていることがわかる。特にこれらのなかでもCoを10原子%含む合金が、最も優れた特性を示すことがわかる。

【0109】(実験例7：鑄造体の製造) Fe、Co及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金及びBを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこ

れらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、 $\text{Fe}_{75-t}\text{Co}_t\text{Ga}_5\text{P}_{12}\text{C}_4\text{B}_4$ ($t=10, 12.5, 15$)なる組成のインゴットを作製した。このインゴットをつぼ内で溶解して溶湯とし、この溶湯をCu製の鑄造型に流し込んで冷却することにより、非晶質軟磁性合金からなる鑄造体を得た。各鑄造体は、長さ25mm、太さ1.5mmの断面視円形の線状の鑄造体であった。

【0110】得られた各鑄造体について、光学顕微鏡により組織の観察を行った。また、各鑄造体について、DSC測定(示差走査熱量測定)を行い、キュリー温度 T_c 、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x を求めた。DSC測定の昇温速度は0.67K/秒とした。図24にDSC曲線を示す。

【0111】各鑄造体の表面はいずれも金属光沢を示し、また表面の凹凸も少なく、均一な性状を示している。鑄造体の断面観察でも鑄造体の中心部分まで金属光沢を示しており、内部まで均一な状態である。また各断面に対してX線回折を行っても結晶質相の存在を示す回折ピークは確認されず、非晶質単相組織であることが判明した。また、図24から明らかなように、各鑄造体はガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x を有しており、過冷却液体の温度間隔 $\Delta T_x (=T_x - T_g)$ が40K以上を示しており、金属ガラス合金であることがわかる。また、これらの鑄造体の飽和磁化を測定したところ、いずれも1.3Tの高い磁化を有していることが判明した。従って上記組成の非晶質軟磁性合金は、高い非晶質形成能を有しており、直径1.5mmの比較的大きなバルク体を得ることができることが明らかになった。

【0112】(実験例8：単ロール法及び双ロール法による合金の製造) Fe、Co及びGaと、Fe-C合金、Fe-P合金及びBを原料としてそれぞれ所定量秤量し、減圧Ar雰囲気下においてこれらの原料を高周波誘導加熱装置で溶解し、種々の組成のインゴットを作製した。このインゴットをつぼ内に入れて溶解し、減圧Ar雰囲気下でつぼのノズルから回転しているロールに溶湯を吹き出して急冷する単ロール法により、 $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{10}\text{Ga}_5\text{P}_{12}\text{C}_4\text{B}_4$ なる組成の幅1mmの急冷厚板材を得た。

【0113】また、上記のインゴットを別のつぼ内に入れて溶解し、減圧Ar雰囲気下でつぼのノズルから

回転している2つのロールの間に溶湯を吹き出して急冷する双ロール法により、 $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{10}\text{Ga}_{5}\text{P}_{12}\text{C}_{4}\text{B}_4$ なる組成の幅2mmの急冷厚板材を得た。双ロール法での製造条件は、ロールの直径を140mmとし、2つのロールの間隔を0.05~0.12mmとし、ロールの回転数を300rpmとした。また、るつぼのノズル径を0.5mmとし、溶湯の射出圧力を0.38kgf/cm²(37kPa)とし、660Torr(88kPa)のAr雰囲気とした。

【0114】得られた急冷厚板材を、623Kで1.8ks(350℃で30分間)、623Kで3.6ks(350℃で60分間)、673Kで600s(400℃で10分間)、673Kで1.2ks(400℃で20分間)、723Kで300s(450℃で5分間)、723Kで600s(450℃で10分間)、723Kで900s(450℃で15分間)の各条件で熱処理することにより、実施例24~30の非晶質軟磁性合金の厚板材を得た。尚、実施例24~28の厚板材は単ロール法により

製造し、実施例29及び30の厚板材は双ロール法により製造した。

【0115】得られた非晶質軟磁性合金の厚板材の組織の状態を、X線回折法により測定した。結果を表8に示す。また図25に実施例30の厚板材のX線回折測定結果を示す。また、得られた非晶質軟磁性合金の厚板材についてDSC測定(示差走査熱量測定)を行い、キュリー温度 T_c 、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始温度 T_x 及び過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を求めた。DSC測定の昇温速度は0.67K/秒とした。結果を表8に併せて示す。また図26に実施例27及び実施例30の厚板材のDSC曲線を示す。更に、得られた非晶質軟磁性合金の厚板材について、飽和磁化 I_s 、保磁力 H_c 及び1kHzにおける実効透磁率 μ_e を測定した。結果を表9に示す。

【0116】

【表8】

	製造方法	急冷薄帯の組織状態	厚さ(μm)	T_g (K)	T_x (K)	ΔT_x (K)	T_g/T_m	T_c (K)
実施例24	単ロール	非晶質相	27	731	789	58	0.6	639
実施例25	単ロール	非晶質相	85	731	788	57	0.6	641
実施例26	単ロール	非晶質相	162	732	788	55	0.6	641
実施例27	単ロール	非晶質相	215	733	789	56	0.6	642
実施例28	単ロール	非晶質相+結晶質相	234	731	778	47	0.6	639
実施例29	双ロール	非晶質相	229	733	790	57	0.6	642
実施例30	双ロール	非晶質相	300	733	789	56	0.6	643

【0117】

【表9】

	熱処理なし		
	Bs(T)	Hc(A/m)	透磁率 μ_e
実施例24	1.2	9.7	1400
実施例25	1.2	4.1	4000
実施例26	1.22	3.2	2300
実施例27	1.19	3.5	2600
実施例28	1.16	39.9	1800
実施例29	1.19	9.6	-
実施例30	1.22	8.8	-

	熱処理あり(熱処理温度)熱処理時間							
	623K 1.8ks		623K 3.6ks	673K 600s	673K 1.2ks	723K 300s	723K 600s	723K 900s
	Hc(A/m)	透磁率 μ_e	Hc(A/m)	Hc(A/m)	Hc(A/m)	Hc(A/m)	Hc(A/m)	Hc(A/m)
実施例24	6.9	4400	10.3	-	-	-	-	3
実施例25	3.3	4000	-	-	-	-	-	-
実施例26	3.2	2200	-	-	-	-	-	-
実施例27	3.1	2400	-	-	-	3.5	3.5	3.2
実施例28	-	-	-	-	-	-	-	-
実施例29	6.7	-	8.5	5.7	7.2	7.3	4.3	3.3
実施例30	-	-	-	-	-	-	-	3

【0118】(単ロール法により製造した厚板材)表8に示すように、単ロール法では厚さが $27\mu\text{m}$ (実施例24)から $234\mu\text{m}$ (実施例28)までの厚板材が得られたが、実施例28の薄帯は組織中に結晶質相が析出した。実施例28の厚板材は、結晶質相の析出によって ΔT_x が実施例24～27に比べて10K程度小さくなっており、また表9に示すように熱処理前の状態で保磁力が約40A/mを示しており、磁気特性が劣化していることがわかる。実施例28の厚板材は、厚さが $234\mu\text{m}$ と比較的厚く、しかも冷却能力が比較的小さな単ロール法により製造したため、溶湯の急冷が不十分となって結晶質相が析出し、磁気特性が劣化したものと考えられる。また、表8及び表9に示すように、実施例24～27の厚板材はいずれも非晶質相単相組織からなり、また熱処理なしの状態と比較的良好な磁気特性を示している。実施例24の1kHzにおける実効透磁率 μ_e がやや低めだが、623K、1.8ksの熱処理後で1kHzでの実効透磁率が4400まで向上しており、他の厚板材と遜色ない磁気特性を示している。

【0119】(双ロール法により製造した厚板材)表8及び図25に示すように、双ロール法では厚さが $229\mu\text{m}$ (実施例29)から $300\mu\text{m}$ (実施例30)の非晶質単相組織からなる厚板材が得られている。特に、実施例29及び30の厚板材は、単ロール法で得た実施例28の厚板材よりも大きな厚さであるにもかかわらず、結晶質相の析出が一切観察されていない。また ΔT_x も表8及び図26に示すように実施例24～27と同程度である。これは、2つの冷却ロールを用いて厚板材の両面から冷却する双ロール法が、1つの冷却ロールで厚板材の片面のみを冷却する単ロール法よりも冷却能が高いために、大きな厚さの厚板材でも合金組織の内部まで急

冷することができるためと考えられる。

【0120】尚、双ロール法による非晶質合金薄帯の製造は、これまで幾度となく試されてきたが、単ロール法に比較して溶湯の詰まりが多発し、また薄帯が得られたとしても厚さ等が不均一なものしか得られず、更に最適な製造条件の設定も困難であり、量産性に劣るといった問題が以前から指摘されていて、従来から冷却能に優れることが知られているにも関わらず実際にはほとんど成功していなかった。本発明では、従来のFeAlGaP(CB(Si))系の金属ガラス合金からAlを除去してGaを増量し、更にCoを添加することにより、合金溶湯の粘度が従来の金属ガラス合金の溶湯よりも低くなるとともに非晶質形成能が向上したために、双ロール法による $300\mu\text{m}$ の厚さの合金厚板材の製造が可能になった。

【0121】磁気特性は表9に示すように、実施例29の合金厚板材について、熱処理温度が高くなるにつれて保磁力が低下し、軟磁気特性が向上していることがわかる。この現象は、双ロール法により製造された急冷厚板材に内部応力が残存し、この内部応力が熱処理により緩和されるにつれて磁気特性が向上したためと考えられる。

【0122】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように、本発明の非晶質軟磁性合金は、磁性を示すFeと、非晶質形成能を有するGaと、Gaと同様に非晶質形成能を有する元素Qを具備しているので、非晶質相を主相とするとともに軟磁気特性を示す非晶質軟磁性合金を構成することができ、またGaは同時にキュリー温度を低下させる作用があるので、各種磁気特性の熱的安定性が高い非晶質軟磁性合金を構成できる。

【0123】また本発明の非晶質軟磁性合金は、20K以上の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x を有する金属ガラス合金であるので、溶湯を冷却して非晶質相を形成させる際に、比較的遅い冷却速度でも非晶質相を形成させることができ、薄帯よりも肉厚なバルク状とすることができる。特に合金の溶湯を用いて鑄造法や射出成形法を適用することにより、バルク状の鑄造体や射出成形体を構成できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の非晶質軟磁性合金の射出成形体を製造する際に用いる成形金型の一例を示す斜視図である。

【図2】 図1に示す成形金型を用いた本発明の非晶質軟磁性合金の射出成形体の製造方法を説明するための模式図である。

【図3】 図1に示す成形金型を用いて得られた本発明の非晶質軟磁性合金の射出成形体及び射出成形前駆体を示す説明する斜視図である。

【図4】 実施例1～実施例8の非晶質軟磁性合金の薄帯のX線回折パターンを示す図である。

【図5】 実施例9～実施例17の非晶質軟磁性合金の薄帯のX線回折パターンを示す図である。

【図6】 実施例14及び比較例1の非晶質軟磁性合金の薄帯のDSC曲線を示す図である。

【図7】 $Fe_{80-x}Ga_xP_{12}C_4B_4$ （ただし $x=0, 1, 2, 3, 4, 5$ ）なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯のDSC曲線を示す図である。

【図8】 $Fe_{80-x}Ga_xP_{12}C_4B_4$ （ただし $x=0, 1, 2, 3, 4, 5$ ）なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の保磁力（Hc）及び磁歪定数（ λ_s ）のGa量の依存性を示すグラフである。

【図9】 $Fe_{80-x}Ga_xP_{12}C_4B_4$ （ただし $x=0, 1, 2, 3, 4, 5$ ）なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の飽和磁化（ σ_s ）のGa量の依存性を示すグラフである。

【図10】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯のガラス遷移温度 T_g の組成依存性を示す三角組成図である。

【図11】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の結晶化開始温度 T_x の組成依存性を示す三角組成図である。

【図12】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の過冷却液体の温度間隔 ΔT_x の組成依存性を示す三角組成図である。

【図13】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の融点 T_m の組成依存性を示す三角組成図である。

【図14】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の T_g/T_m の組成依存性を示す三角組成図である。

【図15】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯のキュリー温度 T_c の組成依存性を示す三角組成図である。

【図16】 $Fe_{70}Ga_7(PSi)_vC_zB_w$ なる組成の非晶質軟磁性合金の薄帯の飽和磁化（ σ_s ）の組成依存性を示す三角組成図である。

【図17】 実施例18～実施例20の非晶質軟磁性合金の薄帯及び鑄造体のX線回折パターンを示す図である。

【図18】 実施例21～実施例22の非晶質軟磁性合金の射出成形体のX線回折パターンを示す図である。

【図19】 実施例23の非晶質軟磁性合金の薄帯のDSC曲線を示す図である。

【図20】 実施例21の非晶質軟磁性合金の射出成形体のDSC曲線を示す図である。

【図21】 $Fe_{75-t}Co_tGa_5P_{12}C_4B_4$ なる組成の非晶質軟磁性合金薄帯の融点 T_m のCo組成比依存性を示すグラフである。

【図22】 $Fe_{75-t}Co_tGa_5P_{12}C_4B_4$ なる組成の非晶質軟磁性合金薄帯のDSC曲線を示す図である。

【図23】 $Fe_{75-t}Co_tGa_5P_{12}C_4B_4$ なる組成の非晶質軟磁性合金薄帯のI-H曲線を示す図である。

【図24】 $Fe_{75-t}Co_tGa_5P_{12}C_4B_4$ なる組成の非晶質軟磁性合金の鑄造体のDSC曲線を示す図である。

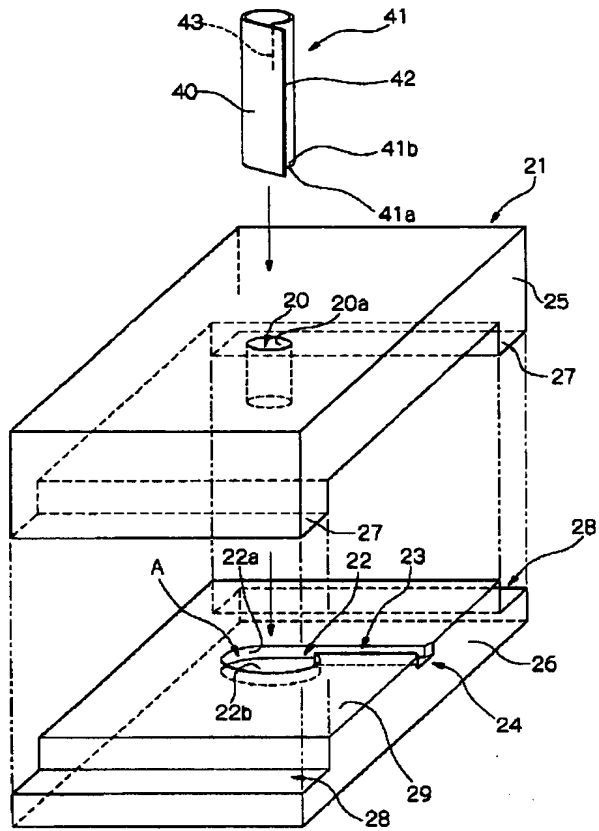
【図25】 実施例30の非晶質軟磁性合金の厚板材のX線回折パターンを示す図である。

【図26】 実施例27及び実施例30の非晶質軟磁性合金の厚板材のDSC曲線を示す図である。

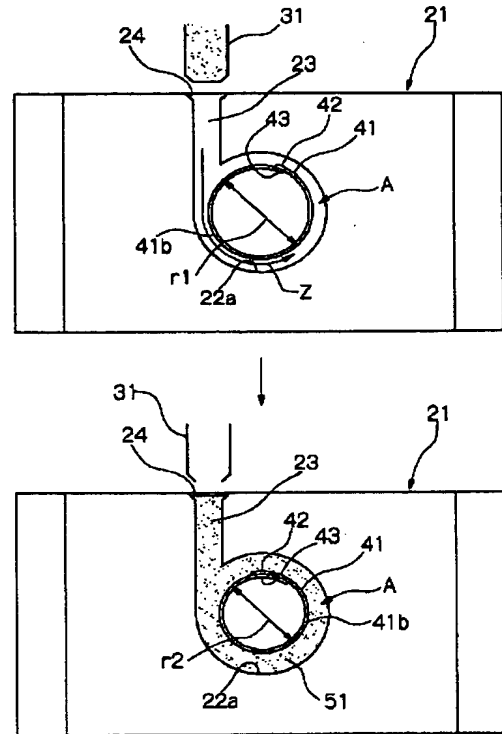
【符号の説明】

11 射出成形体

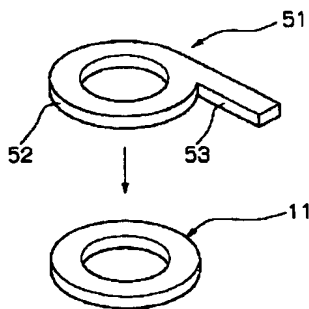
【図1】



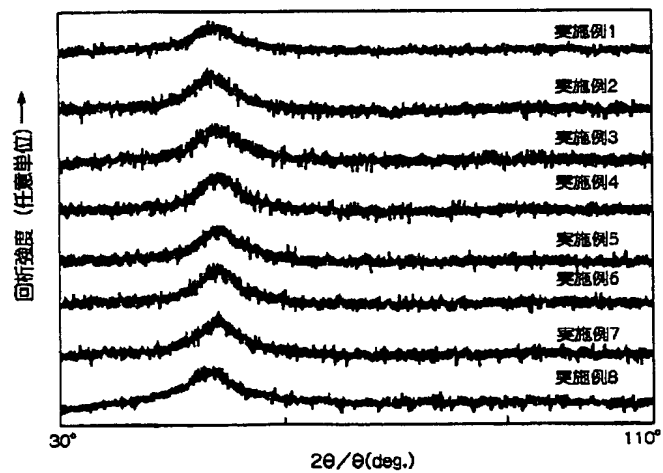
【図2】



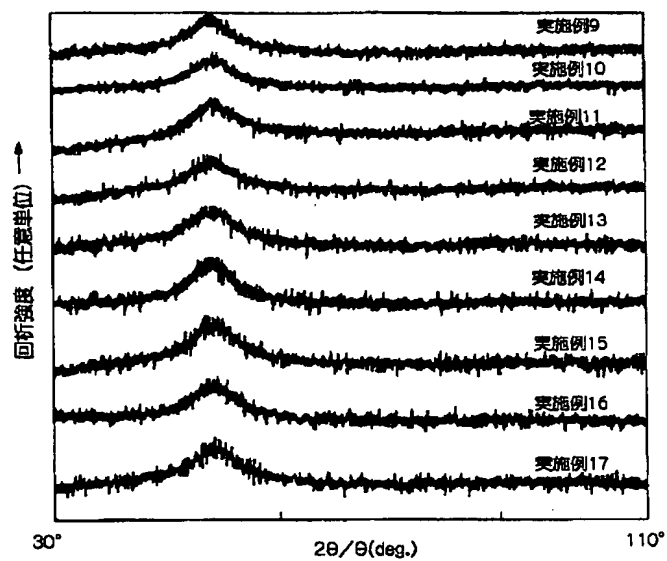
【図3】



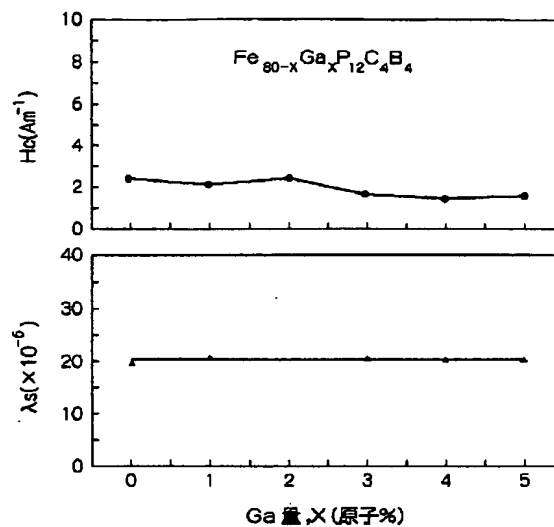
【図4】



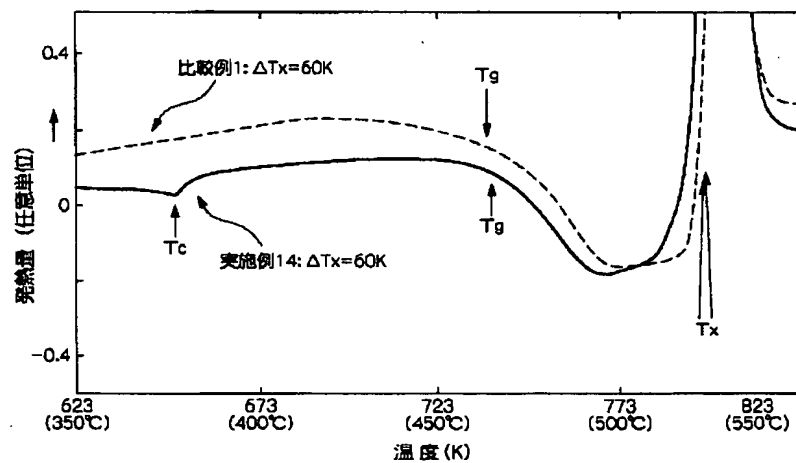
【図5】



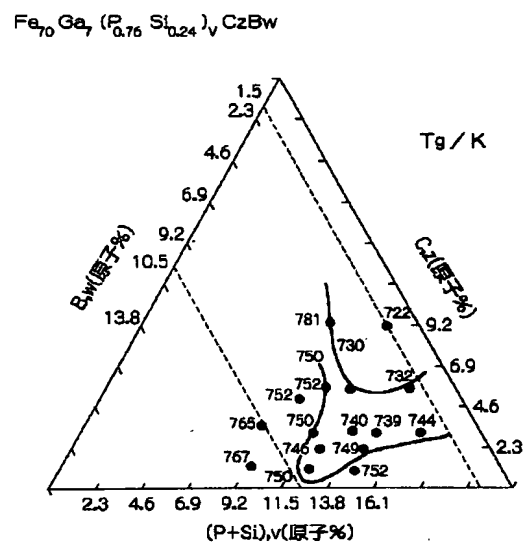
【図8】



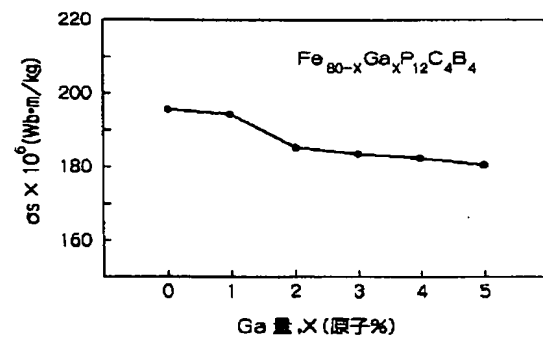
【図6】



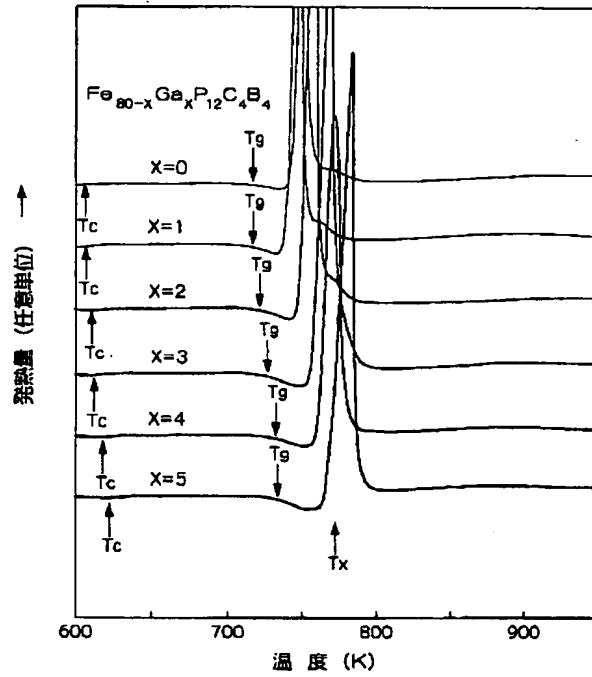
【図10】



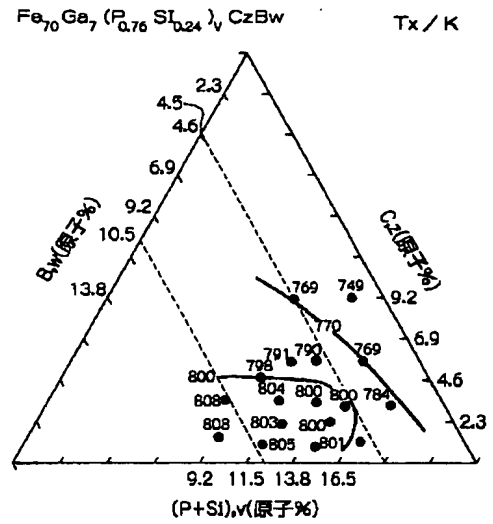
【図9】



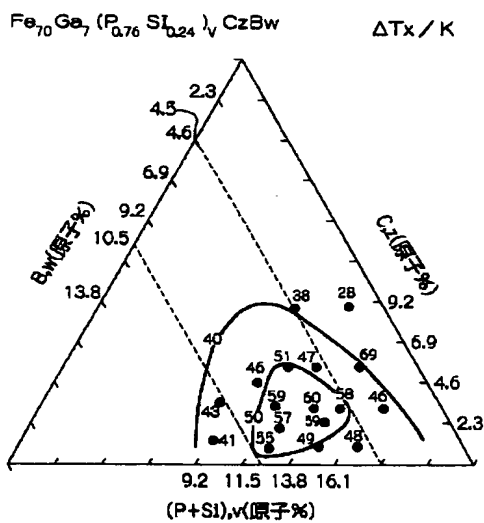
【図7】



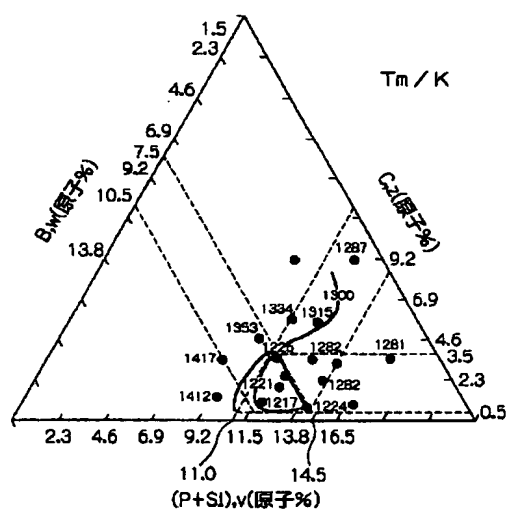
【図11】



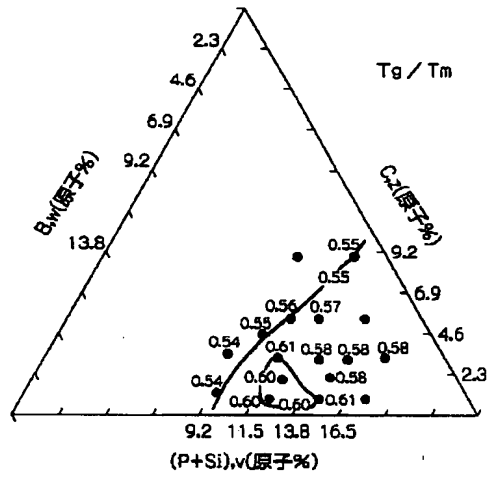
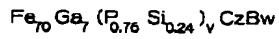
【図12】



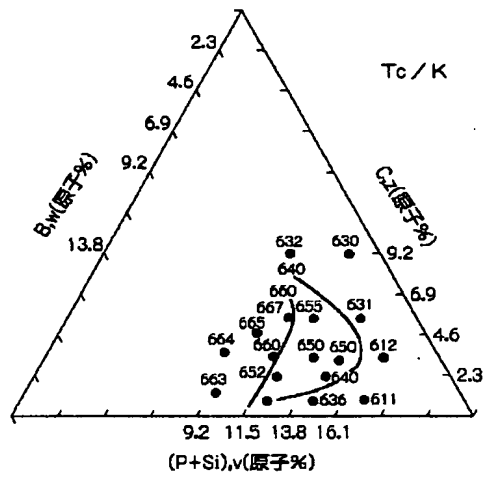
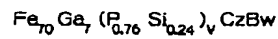
【図13】



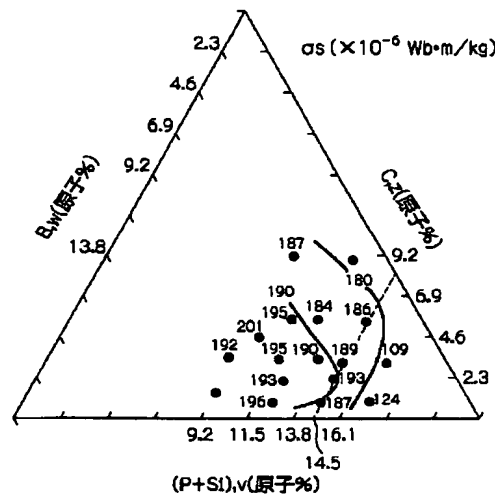
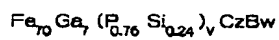
【図14】



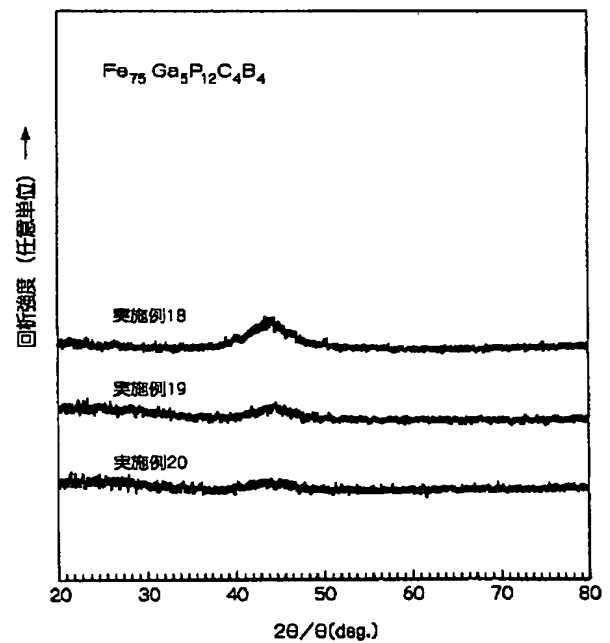
【図15】



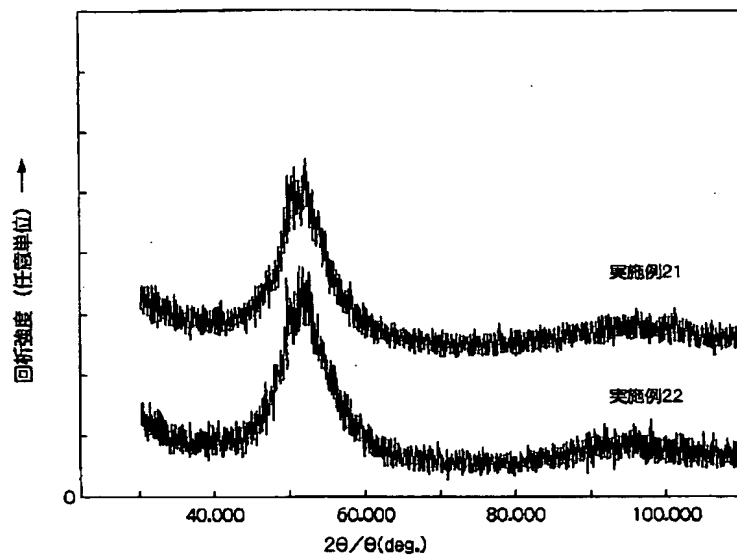
【図16】



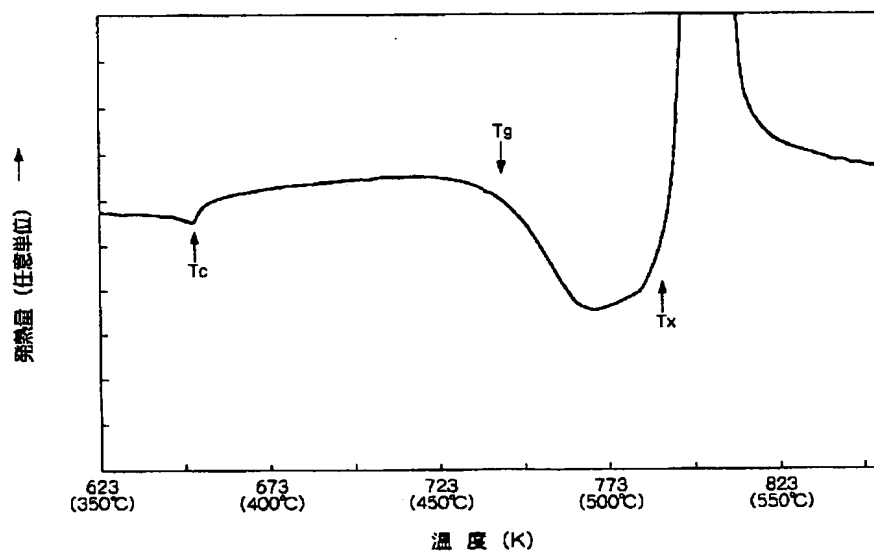
【図17】



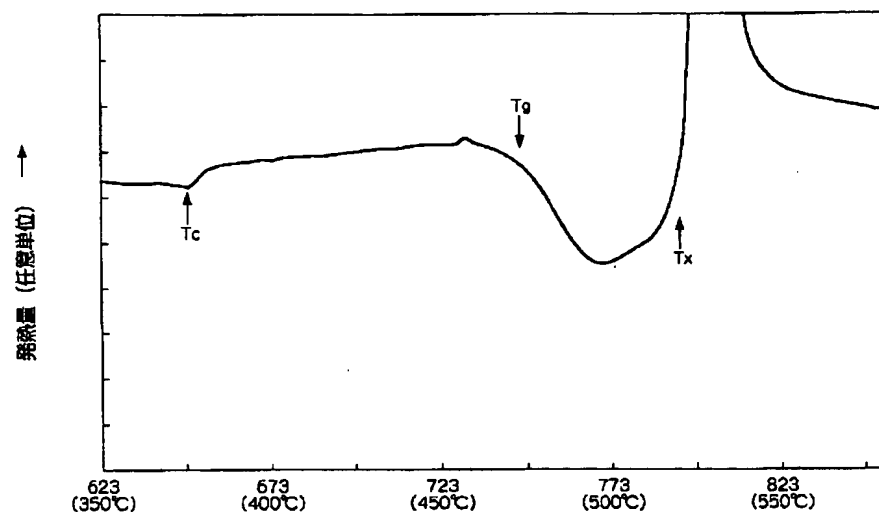
【図18】



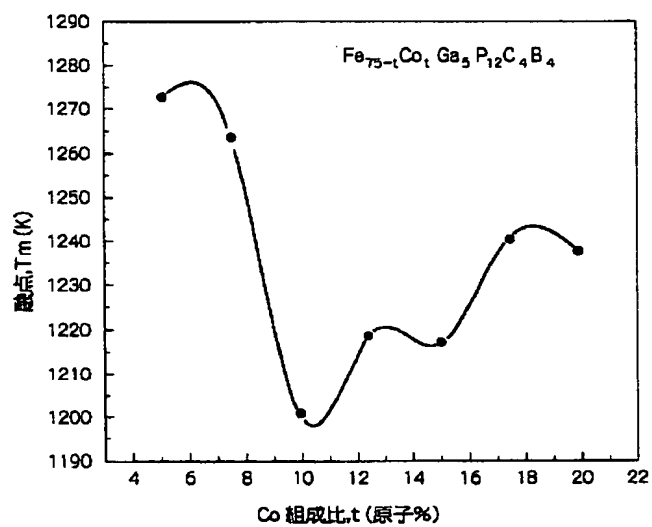
【図19】



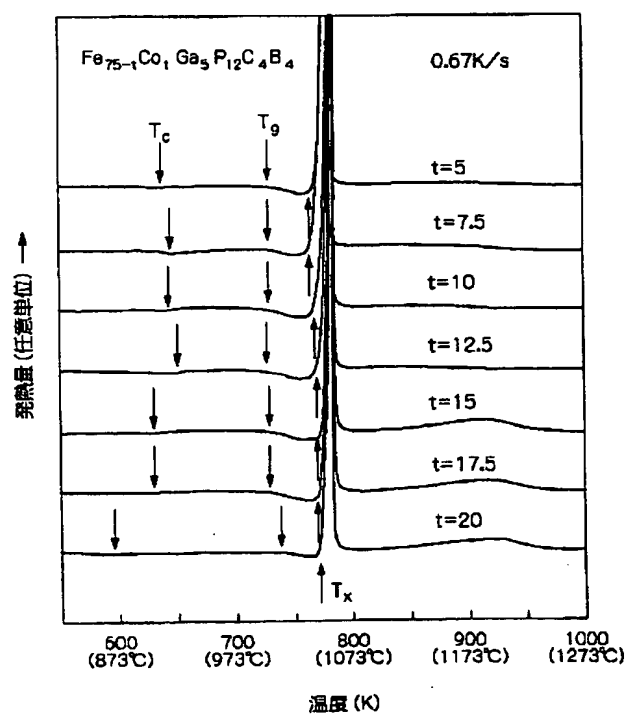
【図20】



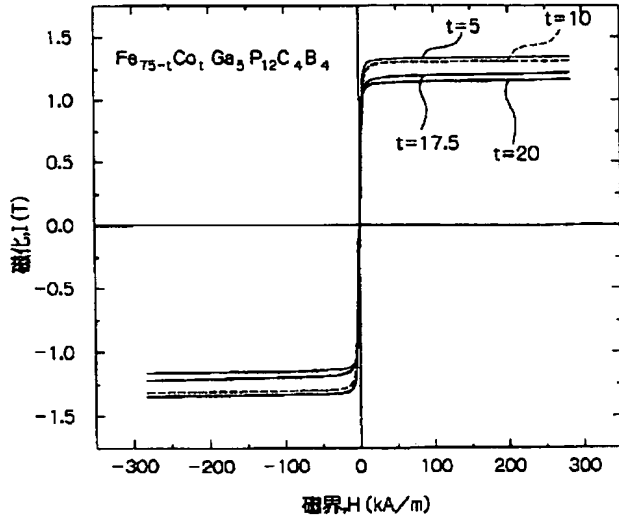
【図21】



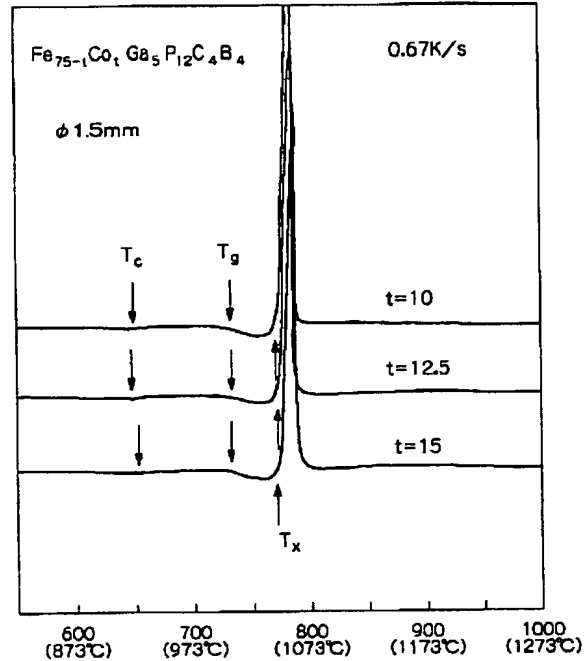
【図22】



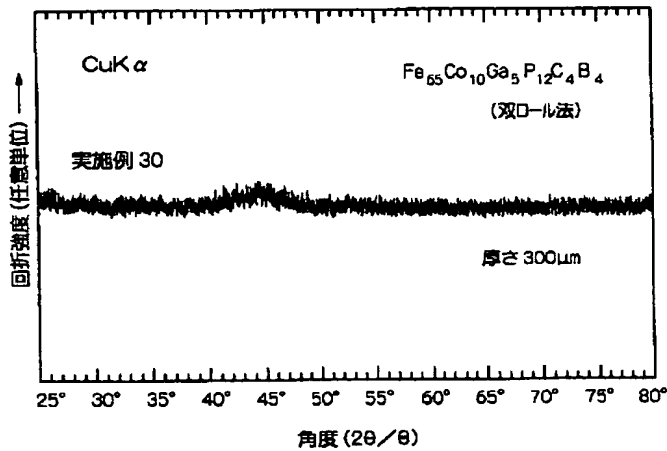
【図23】



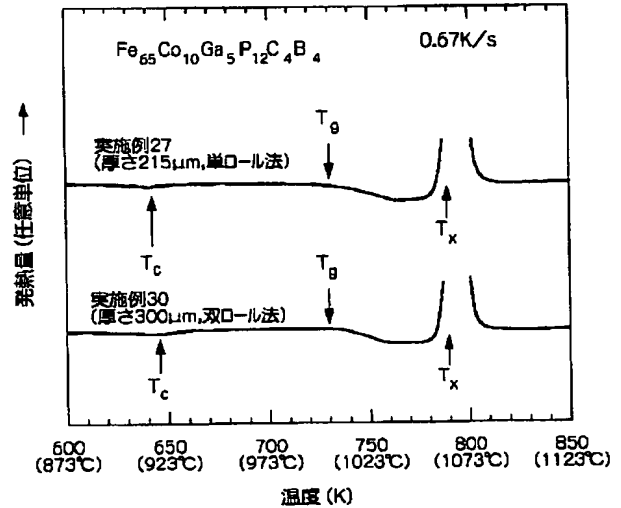
【図24】



【図25】



【図26】



フロントページの続き

(72)発明者 沈 宝龍
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内
(72)発明者 小柴 寿人
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 水嶋 隆夫
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内
(72)発明者 五十嵐 一聡
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 福村 弘明
東京都大田区雷谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 井上 明久
宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川
内住宅11-806
Fターム(参考) 5E041 AA11 AA19 BD03 CA02 NN01